

GALVANNEALED STEEL SHEET AND ITS MANUFACTURE

JP PATENT 2638400

Publication number: JP6041707**Publication date:** 1994-02-15**Inventor:** NAKAMORI TOSHIO; ADACHI YOSHITAKA**Applicant:** SUMITOMO METAL IND**Classification:****- International:** C21D1/26; C21D6/00; C21D9/48; C22C38/00; C22C38/14; C23C2/02; C23C2/06; C23C2/28; C23C2/40; C21D1/26; C21D6/00; C21D9/48; C22C38/00; C22C38/14; C23C2/02; C23C2/06; C23C2/28; C23C2/36; (IPC1-7): C23C2/02; C21D1/26; C21D6/00; C21D9/48; C22C38/00; C22C38/14; C23C2/06; C23C2/28; C23C2/40**- European:****Application number:** JP19920196890 19920723**Priority number(s):** JP19920196890 19920723**Report a data error here****Abstract of JP6041707**

PURPOSE: To provide a galvannealed steel sheet in which adhesion in the boundary of a plated layer and steel is remarkably improved and to provide its manufacturing method. **CONSTITUTION:** The galvanized steel sheet is a one in which the roughness of the boundary of the plated layer and the steel, i.e., that of the surface of the steel sheet freed from the plated layer is regulated to $\geq 6.5\text{ }\mu\text{m}$ by ten-point mean roughness R_z , and the average Fe concn. in the film is regulated to 7 to 11wt.%. This steel sheet can be manufactured by subjecting steel contg., by weight, $\leq 0.01\%$ C, 0.02 to 0.10% Si, $\leq 0.8\%$ Mn, $\leq 0.02\%$ S and P: less than $0.005\% + 0.1\% \text{Si}\%$ and furthermore contg. 0.03 to 0.20% Ti and/or 0.005 to 0.20% Nb (B may be contained as well) to annealing at $\geq 800\text{ deg.C}$ in an atmosphere with -25 to -15 deg.C dew point contg. 5 to 50vol.% hydrogen, and the balance inert gas, thereafter applying it with plating in a hot dip zinc bath (Al concn.: 0.12 to 0.20wt.%) and then executing alloying treatment.

Data supplied from the **esp@cenet** database - Worldwide

(19)日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平6-41707

(43)公開日 平成6年(1994)2月15日

(51)Int.Cl.⁵ 識別記号 庁内整理番号 F I 技術表示箇所
C 23 C 2/02
C 21 D 1/26 N
6/00 D 9269-4K
9/48 J
C 22 C 38/00 301 T

審査請求 未請求 請求項の数3(全8頁) 最終頁に続く

(21)出願番号 特願平4-196890

(22)出願日 平成4年(1992)7月23日

(71)出願人 000002118

住友金属工業株式会社

大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号

(72)発明者 中森 俊夫

大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号住
友金属工業株式会社内

(72)発明者 足立 吉隆

大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号住
友金属工業株式会社内

(74)代理人 弁理士 穂上 照忠

(54)【発明の名称】 合金化溶融亜鉛めっき鋼板およびその製造方法

(57)【要約】

【目的】めっき層/鋼界面の密着力を大幅に向上させた
合金化溶融亜鉛めっき鋼板とその製造方法。

【構成】めっき層/鋼界面、すなわち、めっき層を除去
した後の鋼板表面の粗さが10点平均粗さR_zで6.5 μm
以上であり、皮膜の平均Fe濃度が7~11重量%である合
金化溶融亜鉛めっき鋼板。この鋼板は、重量%で、C:
0.01%以下、Si:0.02~0.10%、Nb:0.8%以下、S:
0.02%以下、P:0.005%+0.1×Si%未満であり、さ
らに、Ti:0.03~0.20%および/またはNb:0.005~0.
20%を含む鋼(さらに、Bを含んでもよい)を、露点が
-25~-15°Cで、水素:5~50体積%を含み残部が不活
性ガスからなる雰囲気中で800°C以上で焼鈍した後、溶
融亜鉛浴(Al濃度:0.12~0.20重量%)中でめっきし、
次いで合金化処理することにより製造することができる。

【特許請求の範囲】

【請求項1】めっき層を除去した後の鋼板表面の粗さが10点平均粗さ R_z で $6.5 \mu\text{m}$ 以上で、かつ、めっき層の平均Fe濃度が7~11重量%であることを特徴とする密着性に優れた合金化溶融亜鉛めっき鋼板。

【請求項2】重量%で、C:0.01%以下、Si:0.02~0.10%、Mn:0.8%以下、S:0.02%以下、P:0.005%+ $0.1 \times \text{Si}$ %未満で、Ti:0.03~0.20%および/またはNb:0.005~0.20%を含み、残部が実質的にFeである鋼を、露点が-25~-15°Cで、水素:5~50体積%を含み残部が不活性ガスからなる雰囲気中で800°C以上で焼純した後、0.12~0.20重量%のAlを含む溶融亜鉛浴中でめっきし、次いで合金化処理することを特徴とする密着性に優れた合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【請求項3】請求項2の成分に加えて、さらにB:0.0020重量%以下を含有する鋼を、露点が-25~-15°Cで、水素:5~50体積%を含み残部が不活性ガスからなる雰囲気中で800°C以上で焼純した後、0.12~0.20重量%のAlを含む溶融亜鉛浴中でめっきし、次いで合金化処理することを特徴とする密着性に優れた合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】本発明は、めっき層と基材鋼板との密着性に優れた深絞り用溶融亜鉛めっき鋼板、特に、家電用塗装鋼板、自動車用鋼板として好適なめっき鋼板とその製造方法に関する。

【0002】

【従来の技術】近年、家電、建材、及び自動車の産業分野においては亜鉛系のめっき鋼板が大量に使用されているが、とりわけ、防錆機能、塗装後の性能、経済性等に優れる合金化溶融亜鉛めっき鋼板が広く用いられている。

【0003】合金化溶融亜鉛めっき鋼板は、通常、連続的に溶融亜鉛めっきを施した鋼板を合金化用熱処理炉で500~600°Cの雰囲気温度で3~30秒加熱保持し、Fe-Zn合金めっき層を形成させることにより製造される。めっき層はFe-Znの金属間化合物からなり、めっき層の平均Fe濃度は一般に7~12重量%である。めっき付着量は、片面当たり $25\text{~}70\text{g/m}^2$ であり、この範囲より少ないものは通常の手段では製造することが難しく、またこの範囲を上回るものはめっき層の耐パウダリング性を確保することが困難であるため一般には供給されていない。

【0004】めっき層中には通常0.12~0.2重量%前後のAl(アルミニウム)が含有されることが多い。この理由の一つは、合金化溶融亜鉛めっき鋼板と通常の溶融亜鉛めっき鋼板の製造設備が同一の場合が多く、通常の溶融亜鉛めっき鋼板を製造するときに亜鉛浴中に添加したAlが、合金化溶融亜鉛めっき鋼板を製造するときに不可避免的に混入するからである。通常の溶融亜鉛めっき鋼板

10

20

30

40

50

の製造において、Alを添加する目的は、めっき層と基材鋼板との界面に形成される合金相の加工性が悪いので、この合金相の形成を抑制し、めっき層の加工性を確保するためである。

【0005】もう一つの理由は、合金化溶融亜鉛めっき鋼板のめっき層の耐パウダリング性を確保し、かつ製造時におけるドロスの発生を抑制するために、合金化溶融亜鉛めっき鋼板を製造するときにも0.08~0.11重量%のAlを亜鉛浴中に添加して溶融亜鉛めっきを施すからである。Alはめっき層中で富化する傾向があり、Al濃度が0.08~0.11重量%の亜鉛浴中で溶融亜鉛めっきを施せば、めっき層中のAl濃度は0.12~0.2重量%となる。

【0006】合金化溶融亜鉛めっき鋼板の素材としては、従来、低炭素Alキルド鋼が用いられることが多かつたが、近年その用途が拡大するにつれて、特に自動車車体への適用が増すにつれて、深絞り性が要求されることが多くなったため、IF鋼(Interstitial Free鋼)と呼ばれる極低炭素鋼が使用される場合も増加している。

【0007】上記のように広い用途を有する合金化溶融亜鉛めっき鋼板においては、そのめっき層が金属間化合物であることに起因して、界面におけるめっき層の密着性が低いという欠点がある。すなわち、変形の仕方もしくは応力の付与状態により、めっき層と鋼板(母材)との界面で剥離が生じやすい。特に、塗装した後の衝撃的な変形や、剪断等の加工でめっき層に剪断力が作用すると、剥離を生じやすい。

【0008】また、めっき鋼板を接着材で接合した場合には、やはりめっき層と鋼板との界面(以下、「めっき層/鋼界面」と記す)で剥離してしまうことがある。

【0009】Ni-Zn、Fe-Zn等の電気めっき鋼板の場合にも、そのめっき層は金属間化合物であるから、界面におけるめっき層の密着性は低いが、適当な前処理手段(例えば、合金めっきに先立って、NiやFeの下地めっきを行うこと)によってこの問題を解決できることが知られている。しかし、合金化溶融Znめっき鋼板においては、適切な解決手段がないのが実状である。

【0010】このような界面でのめっき層の剥離の要因として、界面密着強度の他に、界面の幾何学的な形状、めっき層および基材鋼板の機械的な性質や物理常数(例えば弾性率)等が考えられる。従って、界面での密着性に優れた合金化溶融亜鉛めっき鋼板を得るためにには、めっき層の改質、めっき層と鋼板との界面の幾何学的形状の適正化、基材鋼板の化学組成の適正化等の観点からの対策が必要となる。

【0011】本発明者らは、合金化溶融亜鉛めっき鋼板の界面の密着力について基礎的な検討を重ねた結果、めっき層の密着性を改善する手段として、めっき層中のAl濃度を増加させて0.30~0.5重量%とすると、界面での密着性がある程度向上することを見い出した。しかし、実用的に未だ十分ではない。

【0012】上記の知見に関連する公知技術として、Al濃度が0.05~0.25重量%で、残部がZnとFe(8~12重量%)からなり、かつ界面の Γ 相が $1.0\mu\text{m}$ 以下であるめっき層を有する合金化溶融亜鉛めっき鋼板が、特公平3-55544号公報に開示されているが、これは耐フレーリング性の改善を意図したものであり、過酷な条件下におけるめっき層/鋼界面の密着性を確保する上では不十分である。

【0013】

【発明が解決しようとする課題】上記のように、合金化溶融Znめっき鋼板においては、そのめっき層が金属間化合物であるから、界面におけるめっき層の密着性が低く、そのために、過酷な変形や衝撃(特に塗装後の)に耐えないという欠点がある。一方、合金化溶融亜鉛めっき鋼板は塗装性、耐食性、溶接性、経済性等に優れているので、家電、自動車および建材等の産業分野においてその需要が高まっており、めっき層の密着性の向上が益々要求されている。

【0014】本発明の目的は、めっき層/鋼界面の密着力を大幅に向上させた合金化溶融亜鉛めっき鋼板およびその製造方法を提供することにある。

【0015】

【課題を解決するための手段】本発明者らは、上記の目的を達成するために検討を重ねた結果、合金化処理後のめっき層/鋼界面を凹凸が激しく、めっき層と鋼とが複雑に入り組んだ、いわば錯綜化した状態とすることが有效であり、この界面の状態は基材鋼板の結晶方位および化学成分によって大きく変わることを見出した。すなわち、合金化処理過程でめっき層/鋼界面に Γ 相が形成される際、基材鋼板の表面がZnにより凹状に侵食されるが、この Γ 相形成反応の速度が母材の結晶方位によって異なり、 α 相の{111}面では小さく α {100, 110}面では大きいので、 α {100}面の方位と α {111, 100}面の方位を適当に制御することによって、即ち、具体的には鋼表面のX線回折による α (222)と α (200)の強度比 $I\alpha(222)/I\alpha(200)$ を6~9の範囲とすることによって、基材鋼板の表面の一部のみを優先的に侵食し、めっき層/鋼界面の形状、つまり、合金化溶融亜鉛めっき層を除去した後の鋼板の表面形態を、凹凸の激しい、表面粗さの大きい状態とすることが可能である。なお、 α (110)のX線回折強度は α (200)の強度と略比例の関係にある。

【0016】また、 Γ 相形成反応の速度は鋼板の化学成分によっても大きな影響を受け、特にP及びCの含有量が少なく、Siがある程度含有されていると、結晶方位による Γ 相形成反応の速度差が大きくなり、合金化溶融亜鉛めっき層を除去した後の鋼板の表面形態を粗くするのに有効である。さらに、亜鉛浴中に適量のAlが存在することが望ましい。なお、溶融亜鉛めっき処理の前に予め鋼板表面を凹凸の激しい、粗い状態にしても、合金化

の過程でこの鋼板表面の粗さは失われるので、めっき層/鋼界面の密着力を向上させる効果は認められない。

【0017】本発明は、上記の知見に基づいてなされたもので、その要旨は、下記①の合金化溶融亜鉛めっき鋼板、ならびに下記②および③のそのめっき鋼板の製造方法、にある。

【0018】① めっき層を除去した後の鋼板表面の粗さが10点平均粗さ R_z で $6.5\mu\text{m}$ 以上で、かつ、めっき層の平均Pe濃度が7~11重量%であることを特徴とする密着性に優れた合金化溶融亜鉛めっき鋼板。

【0019】② 重量%で、C:0.01%以下、Si:0.02~0.10%、Mn:0.8%以下、S:0.02%以下、P:0.05%+ $0.1\times\text{Si\%}$ 未満で、Ti:0.03~0.20%および/またはNb:0.005~0.20%を含み、残部が実質的にPeである鋼を、露点が-25~-15℃で、水素:5~50体積%を含み残部が不活性ガスからなる雰囲気中で800℃以上で焼鈍した後、0.12~0.20重量%のAlを含む溶融亜鉛浴中でめっきし、次いで合金化処理することを特徴とする密着性に優れた合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【0020】③ 前記②の成分に加えて、さらにB:0.0020重量%以下を含有する鋼を、露点が-25~-15℃で、水素:5~50体積%を含み残部が不活性ガスからなる雰囲気中で800℃以上で焼鈍した後、0.12~0.20重量%のAlを含む溶融亜鉛浴中でめっきし、次いで合金化処理することを特徴とする密着性に優れた合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【0021】

【作用】以下に、本発明(前記①~③の発明)の構成要件とその作用効果について説明する。なお、鋼及びめっき層中の化学成分の「%」は「重量%」を意味する。

【0022】本発明(①の発明)の合金化溶融亜鉛めっき鋼板においては、前述のように、合金化処理した後のめっき層/鋼界面の形態が重要な作用効果を示す。合金化処理した後のめっき層/鋼界面とは、めっき層を、この層と界面を形成する鋼板表面の状態を損なうことなく除去することによって得られる鋼板表面であるが、この鋼板表面の粗さが10点平均粗さ R_z で $6.5\mu\text{m}$ 未満では密着性が不十分であり、この値以上の、凹凸の一層激しい状態とすることにより優れた密着性を示す。

【0023】表面の粗さを大きくすることによりめっき層と鋼とが複雑に入り組んだ状態となり、密着性が増大するのである。従って、めっき層を除去した後の鋼板表面の粗さが10点平均粗さ R_z で $6.5\mu\text{m}$ 以上とした。なお、合金化溶融亜鉛めっき鋼板からめっき層と界面を形成する鋼板表面の状態を損なうことなくめっき層のみを除去することは、10重量%程度の塩酸に適当な塩酸用のインヒビターを加えて酸洗することにより容易に行うことができる。

【0024】めっき皮膜の平均Pe濃度は前記のように7~11%とする。これは、皮膜の平均Pe濃度が7%未満で

は合金化度が低いため γ (Zn) 相が残存しやすく、溶接性、塗装後耐食性が低下し、合金化溶融亜鉛めっき鋼板としての一般的な性能が低下するからである。もっとも、 γ 相は延性を有しており、衝撃時に生成するクラックの伝播が緩和されるので界面の密着性は比較的高い。一方、皮膜の平均Fe濃度の上限を11%とするのは、11%を超えるとめっき相／鋼界面は合金化反応の進行により平坦化しやすくなり、 $6.5 \mu\text{m}$ 以上の R_z を確保することが比較的難しくなる上に、パウダリング現象が発生しやすくなるからである。

【0025】めっき層中のAl濃度については特に限定はしない。0.15%以上 0.4%未満の通常程度のAlが含有されればよい。

【0026】②および③の発明は①の発明の合金化溶融亜鉛めっき鋼板を製造するための方法である。これらの製造方法においては、前述のように、所定の化学成分を有する鋼を適切な焼鈍条件で焼鈍して鋼板表面の集合組織を α {100} 面の方位と α {111, 100} 面の方位が、前述のように、表面からのX線回折で $I \alpha(222) / I \alpha(200)$ が6~9となるように制御した後、溶融亜鉛めっきならびに合金化処理を行う。

【0027】鋼が含有すべき化学組成を上記のように定めたのは以下の理由に基づく。

【0028】Cは Γ 相成長の結晶方位依存性を抑制し、合金化処理後の鋼板表面を平坦化する作用を有している。従って、C含有量はできるだけ低くする必要があり、上限を0.01%とした。

【0029】Siは Γ 相成長の結晶方位依存性を幾分助長し、かつ、Znの α 相粒界への侵入を促進してZnを α 相にくい込ませる、いわゆる投錫効果を増し、界面密着性を向上する。しかし、0.02%未満ではこの効果は十分ではなく、一方、0.1%を超えるとめっきが生じやすいため、Si含有量は0.02~0.10%とした。

【0030】MnはSによる脆化を防止するために添加する必要がある。しかし、 Γ 相成長の結晶方位依存性を僅かながら抑制するので、上限を0.8%とした。

【0031】SはTiS等を形成してTiの有効性を低下させるので、その含有量は低い方が望ましく、上限を0.02%とする。好ましくは、0.01%である。

【0032】Pは Γ 相成長の結晶方位依存性を著しく抑制するので、その含有量は極力低くすることが望ましい。しかし、SiがPの悪影響を緩和し、 $0.005\% + 0.1 \times Si\%$ 未満のPが存在しても問題ないので、Pの含有量は $0.005\% + 0.1 \times Si\%$ 未満とした。

【0033】TiおよびNbはいずれもCを固定する作用を有しており、上記のCの悪影響を抑制する。しかし、Tiについては少なくとも0.03%以上、Nbについては少なくとも0.005%以上存在しないとCの悪影響が残るので、TiおよびNbの含有量はそれぞれ0.03%以上、0.005%以上とした。なお、それぞれ0.20%までCを固定する効

果は飽和し、これを超える量を添加するのは不経済である。これらの成分は、いずれか一方のみの添加でもよい。

【0034】Alは特に限定はしないが、sol. Alとして0.07%以下であれば含まれていても問題はない。但し、0.1%を上回るとめっきが発生し易い等の問題がある。

【0035】上記の成分の他、残部が実質的にFeである鋼に対して、以下の条件で焼鈍処理を施し、溶融亜鉛めっきおよび合金化処理を行うのが前記②の発明である。

【0036】③の発明は、②の発明において、前記の各成分の他に、さらにBを0.0020%以下含有する鋼を用いた場合である。Bは、 r 値を高める効果、即ち、鋼板の成形性を向上させる効果を有するが、0.0020%を超えるとその異方性が大きくなるので、上限を0.0020%とした。

【0037】なお、Cr、CuおよびNiがそれらの合計で0.2%以下含まれていても実質的な影響はない。

【0038】焼鈍処理は、上記の化学成分を有する鋼を冷間圧延した後、連続溶融亜鉛めっき装置(CGL)の還元炉内で、露点が-25°C~-15°Cで、水素を5~50体積%を含み残部が不活性ガスからなる雰囲気中で800°C以上で加熱することにより行う。加熱温度が800°C以下、あるいは露点が-25°Cより低い場合は、 α {111} 面が発達しにくく、露点が-15°Cを超えると、 α {100, 110} 面の成長が過度に抑制され、いずれも α {100} 面の方位と α {111, 100} 面の方位が適度にバランスした状態にはならないので、めっき層／鋼界面の形状を凹凸の激しい、粗い状態とすることはできない。

【0039】焼鈍処理後の鋼板に対して、0.12~0.20重量%のAlを含む溶融亜鉛めっき浴でめっきを施す。Alの濃度はめっき浴中の全Al濃度から全Fe濃度を差し引いた有効Al濃度である。Al濃度が0.12重量%未満では Γ 相成長の結晶方位依存性が抑制され、また、0.2重量%を超えると合金化反応が大きく抑制され、円滑な合金化処理が困難となるためである。

【0040】以上の手段によって、合金化処理した後のめっき層／鋼界面、すなわち、めっき層を除去した後の鋼板表面の粗さを10点平均粗さ R_z で $6.5 \mu\text{m}$ 以上の粗い状態とし、密着性に優れた合金化溶融亜鉛めっき鋼板を製造することができる。

【0041】

【実施例】表1に示す各種の鋼板（いずれも板厚0.8mm）を250mm×100mmに裁断して供試材とし、これらの供試材を75°CのNaOH溶液中で脱脂洗浄した後、豊田溶融めっき装置を用いて、露点が-50~-10°Cの、N₂+H₂ (26体積%) の雰囲気中で、780~860°Cで30~120秒の焼鈍処理を行い、460°Cに冷却した後、Al濃度が0.13重量%の溶融亜鉛めっき浴(460°C) 中でめっきを行った。めっき時間は1秒であり、ガスワイヤーにより亜鉛

付着量を約55g/m²（片面当たり）に調整した。めっき後の試験片に対して、500℃の塩浴中で15秒間加熱する合金化処理を行った。

【0042】合金化処理を施した試験片は、150mm×70mmに裁断し、市販のりん酸亜鉛処理剤（日本パーカーライジング社製Bt3020を使用）で化成処理を行った後、厚さ30μmの電着塗装（日本ペイント社製PT-U80）を施し、さらに、中塗りおよび上塗り塗装（関西ペイント社製ルガペーク）を合わせて70μmの厚さで行い、低温チッピング試験（石はね衝撃試験）に供した。

【0043】低温チッピング試験は、低温条件下での石はね衝撃に対するめっき層の密着性を評価する試験で、-20℃の条件下で7号砕石100gを2kg/cm²の圧力で試験片に衝突させた後、粘着テープによる剥離試験を行い、剥離径の最大のものから順に5個選び、それらの剥離径

の平均値を剥離径として表した。

【0044】試験結果を表2に示す。同表には、焼鈍条件、雰囲気ガスの露点、めっき層のFe濃度、および、10点平均粗さR_zも併せ示した。10点平均粗さR_zは、めっき層をインヒビター（朝日化学社製IBIT-700B）を0.5体積%含有する10重量%の塩酸（25℃）に8分間浸漬溶解して鋼板面を露出させた後、表面粗さ計で測定して求めた。測定時の触針先端径は1μm、cut-offは0.8mm、トラバース距離は8mmとした。

【0045】表2の結果から、10点平均粗さR_zが大きい本発明例では、比較例に比べて剥離径が小さく、めっき層/鋼界面の密着力が向上していることがわかる。

【0046】

【表1】

表 1

鋼種	化 學 組 成 (単位: 重量%、残部: Feと不純物)									
	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	Nb	B	N
A	0.003	*0.005	0.15	*0.012	0.006	0.0035	0.047	0.005	0.0009	0.0023
B	0.004	0.035	0.35	0.007	0.005	0.0046	0.056	—	0.0007	0.0033
C	0.003	*0.010	0.17	0.005	0.006	0.0029	0.039	0.011	0.0011	0.0027
D	*0.045	0.057	0.19	0.010	0.012	0.0035	*—	*—	—	0.0028
E	0.006	*0.015	0.34	*0.046	0.007	0.0026	*0.015	—	0.0012	0.0025
F	0.003	0.077	0.56	0.010	0.004	0.0033	0.038	0.008	0.0005	0.0024
G	0.005	*0.250	0.49	0.020	0.010	0.0022	0.055	—	—	0.0027
H	0.003	0.035	0.23	0.008	0.007	0.0025	0.033	0.009	—	0.0025

(注) * 印: 本発明の範囲外であることを表す。

表 2(1)

No	鋼種	焼鈍条件	露点(°C)	めっき層のFe濃度(wt%)	R _z (μm)	剥離径(mm)	備考
1	A	830°C×30s	*-50	8.7	* 3.5	6.2	比較例
2	A	830°C×30s	-25	8.6	* 3.6	7.1	"
3	A	830°C×30s	-17	9.1	* 4.2	3.9	"
4	B	830°C×30s	*-50	8.5	* 4.4	4.7	"
5	B	830°C×30s	*-30	8.5	* 5.5	3.4	"
6	B	830°C×30s	-25	8.4	6.7	1.5	本発明例
7	B	830°C×30s	-18	8.9	8.5	1.2	"
8	B	*780°C×60s	-20	8.5	* 4.7	3.2	比較例
9	C	850°C×45s	-25	8.3	4.5	3.2	"
10	C	810°C×80s	-25	8.7	5.2	3.5	"
11	C	*780°C×120s	-25	8.9	* 3.9	7.2	比較例
12	D	850°C×30s	-20	8.8	* 4.1	8.3	"

(注) *印: 本発明の範囲外であることを表す。

[0048]

* * 【表2(2)】

表 2(2)

No	鋼種	焼鈍条件	露点(°C)	めっき層のFe濃度(wt%)	R _z (μm)	剥離径(mm)	備考
13	E	830°C×30s	-20	9.2	* 3.5	7.0	比較例
14	E	850°C×90s	-20	8.9	* 4.3	5.4	"
15	F	830°C×45s	-23	8.5	7.7	2.0	本発明例
16	F	830°C×45s	-23	9.6	9.8	1.5	"
17	F	850°C×45s	-23	8.7	8.7	1.2	"
18	F	*790°C×25s	-23	9.3	* 5.7	3.6	比較例
19	G	850°C×45s	-23	* 不めっき	* —	—	"
20	H	830°C×60s	-23	9.6	6.9	2.6	本発明例
21	H	830°C×60s	*-10	* 不めっき	* —	—	比較例
22	H	860°C×30s	-23	8.8	8.5	2.0	本発明例
23	H	830°C×60s	*-35	8.6	* 5.9	3.3	比較例

(注) *印: 本発明の範囲外であることを表す。

[0049]

50 【発明の効果】本発明方法により製造される鋼板は、合

13

金化処理後のめっき層／鋼界面の凹凸が激しく、めっき層と鋼とが複雑に入り組んだ状態を呈しており、めっき層と基材鋼板との密着性にすぐれている。この鋼板は家

14

電用塗装鋼板、自動車用鋼板として好適である。
【0050】

フロントページの続き

(51) Int.Cl.⁵

識別記号

庁内整理番号

F I

技術表示箇所

C 22 C 38/14

C 23 C 2/06

2/28

2/40